

# EUROPEAN PATENT OFFICE

## Patent Abstracts of Japan

PUBLICATION NUMBER : 2000336456  
PUBLICATION DATE : 05-12-00

APPLICATION DATE : 26-05-99  
APPLICATION NUMBER : 11146625

APPLICANT : NIPPON STEEL CORP;

INVENTOR : TSUCHIDA KIICHIRO;

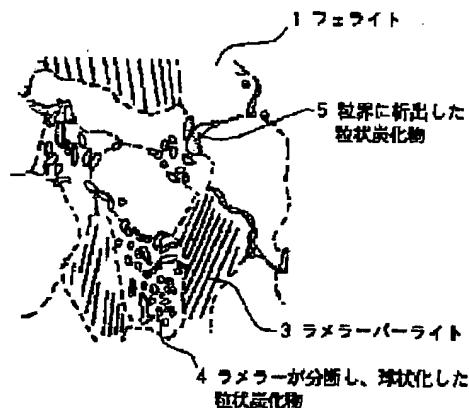
INT.CL. : C22C 38/00 C21D 8/06 C22C 38/04  
C22C 38/54

TITLE : HOT ROLLED WIRE ROD-BAR STEEL  
FOR MACHINE STRUCTURE AND  
PRODUCTION THEREOF



(a)

(x 4000)



(b)

ABSTRACT : PROBLEM TO BE SOLVED: To produce wire rod-bar steel for machine structure as hot-rolled having cold workability equal to that of the conventional wire rod-bar steel subjected to softening/annealing after hot rolling and to provide a method for producing the same.

SOLUTION: This hot rolled wire rod-bar steel for machine structure is composed of steel contg., by weight, 0.1 to 0.5% C, 0.01 to 0.5% Si and 0.3 to 1.5% Mn, and the balance Fe with inevitable impurities and contg. strengthening componential elements at request and having a microstructure of ferrite and pearlite, in which the ferrite crystal grain size number prescribed in JIS G 0552 is  $\geq 11$ , the diameter equivalent to a circle is  $\leq 2 \mu\text{m}$ , and granular carbides of  $\leq 3$  aspect ratio are contained by 3 to 15% area ratio.

COPYRIGHT: (C)2000,JPO

BEST AVAILABLE COPY

(19) 日本国特許庁 (J P)

(12) 公開特許公報 (A)

(11) 特許出願公開番号

特開2000-336456

(P2000-336456A)

(43) 公開日 平成12年12月5日 (2000.12.5)

(51) Int.Cl. <sup>7</sup>	識別記号	F I	テ-マ-ト* (参考)
C 2 2 C 38/00	3 0 1	C 2 2 C 38/00	3 0 1 Y 4 K 0 3 2
C 2 1 D 8/06		C 2 1 D 8/06	B
C 2 2 C 38/04		C 2 2 C 38/04	
38/54		38/54	

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全 8 頁)

(21) 出願番号 特願平11-146625

(22) 出願日 平成11年5月26日 (1999.5.26)

(71) 出願人 000006655

新日本製鐵株式会社

東京都千代田区大手町2丁目6番3号

(72) 発明者 蟹沢 秀雄

室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室

蘭製鐵所内

(72) 発明者 越智 達朗

室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室

蘭製鐵所内

(74) 代理人 100105441

弁理士 田中 久喬

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 機械構造用熱間圧延線材・棒鋼及びその製造方法

(57) 【要約】

【課題】 従来の熱間圧延後に軟化焼鈍を施した線材・棒鋼と同等の冷間加工性を有する熱間圧延までの機械構造用線材・棒鋼及びその製造方法を提供する。

【解決手段】 重量%で、

C : 0.1~0.5%、

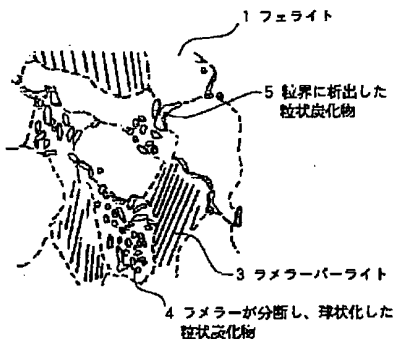
Si : 0.01~0.5%、

Mn : 0.3~1.5%、

残部Fe及び不可避不純物からなり、必要に応じて強化成分元素を含有する鋼であって、ミクロ組織がフェライトとパーライトから成り、JIS G 0552で規定するフェライト結晶粒度番号が11以上であって、円相当直径が2 $\mu$ m以下で、かつアスペクト比で3以下の粒状炭化物を面積率で3~15%を含むことを特徴とする機械構造用熱間圧延線材・棒鋼。



(a)



(b)

【特許請求の範囲】

【請求項1】 重量%で、

C : 0.1~0.5%、  
Si : 0.01~0.5%、  
Mn : 0.3~1.5%、

残部 Fe 及び不可避不純物からなる鋼であって、ミクロ組織がフェライトとパーライトから成り、JIS G 0552 で規定するフェライト結晶粒度番号が 11 以上であって、円相当直径が  $2\mu\text{m}$  以下で、かつアスペクト比で 3 以下の粒状炭化物を面積率で 3~15% を含むことを特徴とする機械構造用熱間圧延鋼材・棒鋼。

【請求項2】 重量%で、さらに、

Cr: 0.2~2.0%、  
Mo: 0.1~1.0%、  
Ni: 0.3~1.5%、  
Cu: 1.0%以下、  
B : 0.005%以下

のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1記載の機械構造用熱間圧延線材・棒鋼。

【請求項3】 重量%で、さらに、

Ti : 0.005~0.04%、  
Nb : 0.005~0.1%、  
V : 0.03~0.3%

のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする請求項1又は2記載の機械構造用熱間圧延線材・棒鋼。

【請求項4】 請求項1～3の内のいずれかに記載の鋼成分を有する鋼を、850～1000℃未満の温度範囲で熱間粗圧延し、 $Ar_3$ から $Ar_3+150$ ℃の温度範囲で仕上圧延後、700～650℃の間を冷却速度0.02～0.3℃/秒にて冷却し、JIS G 0552で規定するフェライト結晶粒度番号が11以上であって、円相当直径が2μm以下で、かつアスペクト比で3以下の粒状炭化物を面積率で3～15%を含むようにすることを特徴とする機械構造用熱間圧延線材・棒鋼の製造方法。

## 【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、機械構造用熱延線材・棒鋼及びその製造方法に関し、さらに詳しくは、自動車用部品、建設機械用部品等の製造に際して、圧延まで軟化焼鈍を省略して引き抜き、切削、冷間鍛造等の冷却加工を容易に行うことができる軟質線材・棒鋼及びその製造方法に関するものである。

【0002】

【従来の技術】従来、自動車用部品、建設機械用部品等は、熱延線材・棒鋼に軟化焼鈍を施して冷間加工性を確保した後に、冷間鍛造、引き抜き、切削等の冷間加工により成形し、焼入れ焼戻しを施して製造されている。

【0003】この軟化焼鈍工程は、例えば、機械部品の一つであるボルトを熱延線材から製造する場合、冷間加

工量の少ないスタッドボルト等では約650℃で5時間の低温焼鈍を、六角ボルト等では約700℃で7時間の通常焼鈍を、また、冷間加工量の多いフランジ付きボルト等では約720度で20時間の球状化焼鈍を施して冷間加工性を確保している。

【0004】このように、軟化焼鈍工程は長時間を要し、さらに、焼鈍処理のコストは近年のエネルギー高騰のため、機械部品等の製造コストのなかで大きなウェイトを占めるようになってきている。

【0005】このため、生産性の向上、及び省エネルギーの観点から、冷間加工前の軟化焼鈍を省略する技術として、例えば、冷間加工性の優れた低合金鋼の製造方法である特開昭57-73123号公報、構造用鋼線・棒鋼の直接軟化処理方法である特開昭58-58235号公報や冷間加工に適した機械構造用鋼の製造方法である特開平8-209236号公報等が提案されている。

【0006】しかしながら、これらの製造方法で得られる熱間圧延までの線材・棒鋼の冷間加工性は、従来の軟化焼鈍を施した線材・棒鋼に比較して不充分であり、いまだ、実用化のために満足できる熱間圧延までの機械構造用軟質線材・棒鋼が得られていないのが現状である。

【0007】

【発明が解決しようとする課題】そこで、本発明は上記現状に鑑み、従来の熱間圧延後に軟化焼鈍を施した線材・棒鋼と同等の冷間加工性を有する熱間圧延までの機械構造用線材・棒鋼及びその製造方法を提供することを課題とするものである。

【0008】

【課題を解決するための手段】本発明者は、軟化焼鈍によって得られた線材・棒鋼の組織に着目し、熱延ままで軟化焼鈍と同等の組織を得ることにより冷間加工性を確保することを研究した。

【0009】図1は、CH45K鋼の熱延線材に通常の軟化処理（700℃×3hr）を施した顕微鏡写真（4000倍）である。図1に示すように、鋼のミクロ組織はフェライトとラメラパーライトから成っていて、ラメラパーライト中の板状セメンタイトの一部が分断した組織となっている。鋼の軟化は、鋼組織中の所定量のフェライト分率及びラメラパーライト中のセメンタイトの分断に起因し、線材の冷間加工性が確保される。

【0010】本発明者は、特定の鋼組成の鋼片に、低温熱間圧延を施した後、700～650℃の温度範囲を超徐冷の冷却速度で冷却して得た鋼線材・棒鋼は、図2に示すように、フェライト分率が高く、ラメラパーライト中のセメントタイトの一部が球状化した新規な鋼組織が得られること、そして、そのため、熱間圧延まで軟化しているので冷間加工性が確保できることを知見して本発明を完成した。

【0011】本発明の要旨は、以下の通りである。

【0012】(1) 重量%で、

C : 0.1~0.5%、

Si : 0.01~0.5%、

Mn : 0.3~1.5%、

残部Fe及び不可避不純物からなる鋼であって、ミクロ組織がフェライトとパーライトから成り、JIS G 0552で規定するフェライト結晶粒度番号が11以上であって、円相当直径が $2\mu\text{m}$ 以下で、かつアスペクト比で3以下の粒状炭化物を面積率で3~15%を含むことを特徴とする機械構造用熱間圧延線材・棒鋼。

【0013】(2) 重量%で、さらに、

Cr : 0.2~2.0%、

Mo : 0.1~1.0%、

Ni : 0.3~1.5%、

Cu : 1.0%以下、

B : 0.005%以下

のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする上記(1)記載の機械構造用熱間圧延線材・棒鋼。

【0014】(3) 重量%で、さらに、

Ti : 0.005~0.04%、

Nb : 0.005~0.1%、

V : 0.03~0.3%

のうち1種又は2種以上を含有することを特徴とする上記(1)又は(2)記載の機械構造用熱間圧延線材・棒鋼。

【0015】(4) 上記(1)~(3)の内のいずれかに記載の鋼成分を有する鋼を、850~1000℃未満の温度範囲で熱間粗圧延し、 $\text{Ar}_3$ から $\text{Ar}_3+150^\circ\text{C}$ の温度範囲で仕上げ圧延後、700~650℃の間を冷却速度0.02~0.3℃/秒にて冷却し、JIS G 0552で規定するフェライト結晶粒度番号が11以上であって、円相当直径が $2\mu\text{m}$ 以下で、かつアスペクト比で3以下の粒状炭化物を面積率で3~15%を含むようにすることを特徴とする機械構造用熱間圧延線材・棒鋼の製造方法。

【0016】

【発明の実施の形態】以下、本発明を詳細に説明する。

【0017】従来の熱延線材・棒鋼は、鋼組織がフェライトとラメラパーライトから構成されていて、強度が高く、熱延ままで冷間加工することは困難である。そのため、冷間加工の前に軟化焼鈍を施し、冷間加工後に焼入れ焼戻しの熱処理を行い所定の強度の成形加工部品としている。

【0018】本発明は、軟化焼鈍を施したと同等の強度の線材・棒鋼を熱延ままで得ることにより、熱延ままで冷間加工を行うことを可能にしたものである。

【0019】本発明者は、軟化焼鈍した線材・棒鋼の鋼組織に着目し、軟化焼鈍の鋼組織に相当する新規な熱延ままでの鋼組織を見出した。

【0020】従来の熱延線材に通常焼鈍(700℃×3

hr)を施した鋼組織は、図1に示すように、フェライト1とラメラパーライトから成っていて、ラメラパーライト中のラメラ(板状セメント)の一部が分断した炭化物2の組織となっている。

【0021】一方、図2の(a)は、本発明の熱延ままの線材の鋼組織を示す顕微鏡写真(×4000)で、(b)は写真の説明のための模式図である。ある。図2の(a)、(b)に示すように、本発明の鋼組織はフェライト( $\alpha$ )1とパーライトから成っていて、このパーライトは、ラメラパーライト3とパーライト中に存在する板状セメントが分断し、球状化した粒状炭化物(セメント)4を含むパーライトの二種類のパーライトとして存在し、さらに、粒界に析出した粒状炭化物(セメント)5が存在する新規な組織となっている。

【0022】本発明の組織は、粒状炭化物を有しており、従来のラメラが分断した組織とは異なっている。そこで、異なる組織を有する両者の線材の強度を比較する。

【0023】図3は、従来の熱延ままの線材、通常焼鈍後の線材及び本発明の熱延ままの線材の強度の比較を示す図である。図中①は従来の熱延ままの線材で、②は熱延後に通常焼鈍した線材で、そして③は本発明の熱延ままの線材の強度を示している。

【0024】図3に示すように、C量(0.25~0.45%)が異なる線材のいずれにおいても、本発明の熱延ままの線材③は、従来の熱延ままの線材①よりも10~15%強度が低下し、大幅な軟質化が達成されている。これは通常焼鈍後の線材②とはほぼ同等以上の軟質化となっている。

【0025】即ち、0.45%C鋼( $\Delta$ 印)で68kgf/mm<sup>2</sup>→58kgf/mm<sup>2</sup>、0.40%C鋼( $\bullet$ 印)で64kgf/mm<sup>2</sup>→56kgf/mm<sup>2</sup>、0.35%C鋼( $\square$ 印)で58kgf/mm<sup>2</sup>→52kgf/mm<sup>2</sup>、そして0.25%C鋼( $\circ$ 印)で50kgf/mm<sup>2</sup>→45kgf/mm<sup>2</sup>の引張り強さの低下(軟質化)が達成されている。これらに対して、例えば従来の特開昭57-73123号に記載の実施例では、0.43%C鋼で64kgf/mm<sup>2</sup>、0.40%C鋼で67.5kgf/mm<sup>2</sup>、そして0.23%C鋼で53.4kgf/mm<sup>2</sup>の引張り強さとなることが開示されていて、両者を対比すると、本発明の熱延ままの線材の方が大幅に軟質化が達成されていることが分かる。

【0026】本発明におけるこのような軟質化は、フェライト分率(54~88%)が高いこと以外に、ラメラパーライト中の板状炭化物(セメント)が球状化し、生成した粒状炭化物(セメント)によってもたらせられたものと考察される。

【0027】軟質化を達成するに必要な粒状炭化物は、円相当直径が $2\mu\text{m}$ 以下で、かつアスペクト比で3以下

の粒状炭化物である。この粒状炭化物は、焼鈍によって板状炭化物が分断して生じる炭化物とは明確に区別される。

【0028】また、焼鈍した線材と同様の軟化度を達成するためには、ミクロ組織中に存在するフェライトの結晶粒が微細化し、JIS G 0552で規定するフェライト結晶粒度番号で11以上であることが必要である。フェライト結晶粒度番号が11未満となると、パーライト中に存在するセメンタイトの粒状化が不充分となつて、所望の軟質化を達成することができない。さらに、軟質化のためには、粒状炭化物の量は面積率で3～15%必要であるが、6～15%とすることが好ましい。

【0029】熱延ままの素材は、金型を用いて冷間鍛造により成形部品とするものであるため、例えば、素材の強度が10kgf/mm<sup>2</sup>低下(軟質となること)すれば、金型寿命が4～5倍向上する。したがって、本発明の圧延ままの線材・棒鋼は、金型寿命を大幅に向上させることができる。

【0030】次に、本発明における対象鋼の成分を限定した理由について述べる。

【0031】Cは、機械構造用部品としての強度を増加するために必要な元素であるが、0.1%未満では最終製品の強度が不足し、また0.5%を超えるとむしろ最終製品の靱性の劣化を招くので、C含有量を0.1～0.5%とした。

【0032】Siは、脱酸元素として及び固溶体硬化による最終製品の強度を増加させることを目的として添加するが、0.01%未満ではこれらの硬化は不充分であり、一方、0.5%を超えるとこれらの硬化は飽和し、むしろ靱性の劣化を招くので、Si含有量を0.01～0.5%とした。なお、鋼の脱酸は、Siによる脱酸のほかAl脱酸も採用される。特に酸素含有量を低くするには強力なAl脱酸の適用が望ましい。このような場合、鋼中に0.2%以下のAlが残留することがあるが、本発明ではかかるAlの残留を許容できる。

【0033】Mnは、焼入れ性の向上を通じて、最終製品の強度を増加させるのに有効な元素であるが、0.3%未満ではこの効果が不充分であり、一方、1.5%を超えるとこの効果は飽和し、むしろ靱性の劣化を招くので、Mn含有量を0.3～1.5%とした。

【0034】また、Sは鋼中に不可避免的に含有される成分であつて、鋼中でMnSとして存在し、被削性の向上及び組織の微細化に寄与するので、本発明においてはS:0.1%以下許容できる。しかし、Sは冷間成形加工にとっては有害な元素であるから、被削性を必要としない場合には、0.035%以下に抑制することが好ましい。

【0035】さらに、Pも鋼中に不可避免的に含有される成分であるが、Pは鋼中で粒界偏析や中心偏析を起こ

し、靱性劣化の原因となるので、0.035%以下に抑制することが好ましい。

【0036】以上が本発明が対象とする鋼の基本成分であるが、本発明ではさらに、Cr、Mo、Ni、Cu、Bの1種又は2種以上を含有させることができる。これらの元素は焼入れ性の増加等により最終製品の強度を増加させるために添加する。ただし、これらの元素の多量添加は熱間圧延までベイナイト、マルテンサイト組織を生じて硬さの増加を招き、また経済性の点で好ましくないため、その含有量を、  
Cr:0.2～2.0%、  
Mo:0.1～1.0%、  
Ni:0.3～1.5%、  
Cu:1.0%以下、  
B:0.005%以下とした。

【0037】さらに、本発明においては、粒度調整の目的で、Ti、Nb、Vの1種又は2種以上を含有させることができる。しかしながら、Ti含有量が0.005%未満、Nb含有量が0.005%未満、V含有量が0.03%未満では、その効果が不充分であり、一方、Ti含有量が0.04%超、Nb含有量が0.1%超、V含有量が0.3%超となると、その効果は飽和し、むしろ靱性を劣化させるので、これらの含有量を、  
Ti:0.005～0.04%、  
Nb:0.005～0.1%、  
V:0.03～0.3%  
とした。

【0038】次に、本発明の機械構造用線材・棒鋼の製造方法について述べる。

【0039】本発明は、請求項1～3のいずれかに記載の鋼に低温圧延を施し、オーステナイト粒の細粒化を行い、次いで、冷却速度を超徐冷としてフェライト、パーライト変態を生じさせることにより、新規な鋼組織を持った線材・棒鋼とする。得られた線材・棒鋼は、熱間圧延ままで軟質化しているので、冷間加工性の良い機械構造用線材・棒鋼とすることができる。

【0040】本発明では、まず、鋼片を850～1000℃未満の温度範囲で熱間粗圧延し、Ar<sub>3</sub>直上のAr<sub>3</sub>～Ar<sub>3</sub>+150℃の温度範囲で仕上圧延を行う。次いで、上記低温圧延に引き続き、760～650℃の間を冷却速度0.02～0.3℃/秒で超徐冷を行う。

【0041】熱間粗圧延を850～1000℃未満としたのは、850℃未満ではオーステナイト粒の細粒化が不充分であり、また1000℃以上となるとオーステナイト結晶粒が粗大化するためである。仕上圧延をAr<sub>3</sub>直上で行うことによりオーステナイト粒が微細化され、粒界がフェライト核生成サイトとなるためフェライト変態が促進され、かつ、フェライト分率も増加する。仕上圧延はAr<sub>3</sub>直上で行うことが好ましいが、実操業上はAr<sub>3</sub>直上の温度に維持することが困難であるため、本

発明では許容できる上限を $Ar_3+150^{\circ}\text{C}$ とした。なお、 $Ar_3$ 未満の仕上温度では、オーステナイトとフェライトの2相域での圧延となり、圧延後に均一微細なフェライト・パーライト組織が得られず、一部アシキュラーなフェライト・ベイナイト組織となり好ましくない。

【0042】本発明の低温圧延によれば、図4のCCT曲線に示すように、フェライト変態がすぐに生じ、フェライト変態開始が一点鎖線のように短時間側にシフトし、フェライト分率が増加するようになる。引きずられるようにパーライト変態も短時間側にシフトし、変態温度は高温化となり、Cの拡散が速くなるので、セメンタイトの粒状化が生じると共にパーライトラメラ間隔も拡大する。

【0043】図5は、徐冷開始温度と強度との関係を示す図であり、図5に示すように、徐冷開始温度を少なくとも $700^{\circ}\text{C}$ から徐冷しなければ軟質化が十分に達成されない。また、図6は、徐冷終了温度と強度との関係を示す図であり、図6に示すように、徐冷終了温度を $650^{\circ}\text{C}$ 以上としなければ軟質化は達成できない。

【0044】また、冷却速度が $0.3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ を超えると、セメンタイトの粒状化、パーライトラメラ間隔の広幅化、及びフェライト分率の増加が十分に達成できなくなる。一方、 $0.02^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ 未満では冷却時間が長時間となるので経済的でない。

【0045】したがって、本発明では、 $700\sim 650^{\circ}\text{C}$ の間を冷却速度 $0.02\sim 0.3^{\circ}\text{C}/\text{秒}$ で冷却するようにした。なお、冷却方法としては、温水( $20\sim 99^{\circ}\text{C}$ )や衝風による冷却手段を採用すればよい。

【0046】

【実施例】以下に、本発明の実施例により、さらに具体的に示す。

【0047】表1に供試材の化学成分を示す。これらはいずれも転炉溶製後に連続鋳造で製造された、 $162\text{mm}$ 角鋼片に分塊圧延後、表2に示す圧延条件で $11\text{mm}$ 径線材に圧延した。本発明法の圧延No. Iは、 $900^{\circ}\text{C}$ で熱間粗圧延し、 $Ar_3$ から $Ar_3+150^{\circ}\text{C}$ の温度範囲である $750^{\circ}\text{C}$ で仕上圧延後、搬送ラインに徐冷カバーをかけ、さらに捲き取られたコイルを徐冷炉により調整冷却を行った。比較例の圧延No. IIについては、 $1050^{\circ}\text{C}$ の熱間粗圧延し、 $900^{\circ}\text{C}$ の仕上圧延後、コイル搬送ラインに徐冷カバーをかけることにより調整冷却を行った。さらに、比較例の圧延No. IIについては、圧延後のコイルを $700^{\circ}\text{C}\times 3$ 時間保定後放冷の条件で軟化焼鈍を行った。

【0048】冷間加工性の指標として、引張強度の評価を行った。また、組織上の特徴として、ミクロ組織、フェライト分率、フェライト結晶粒度番号及び粒状化炭化物の面積率を本発明と比較例を対比して表3に示す。これからも明らかなように、比較例の圧延No. IIでは、圧延間までは粒状化炭化物は殆ど認められないが、本発明法では、粒状化炭化物が多量に存在し、フェライト分率も比較例の圧延No. IIに対して約5%高く、引張強度は概ね $100\text{MPa}$ 以上軟化しており、この結果、「比較例の圧延No. II(従来法)の圧延材→軟化焼鈍」材と同等の軟質化レベルを達成していることが確認できた。

【0049】

【表1】

(wt%)														
鋼No.	C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo	Al	Ni	Cu	B	Ti	Nb	V
A	0.44	0.23	0.78	0.014	0.025	0.05	—	0.023	—	—	—	—	—	—
B	0.40	0.24	0.68	0.011	0.010	—	—	0.025	—	—	—	—	—	—
C	0.35	0.25	0.70	0.013	0.008	—	—	0.025	—	—	—	—	—	—
D	0.25	0.23	0.71	0.012	0.010	—	—	0.024	—	—	—	—	—	—
E	0.40	0.25	0.77	0.020	0.020	1.02	—	0.032	—	—	—	—	—	—
F	0.35	0.19	0.80	0.015	0.022	1.00	0.18	0.033	—	—	—	—	—	—
G	0.15	0.20	0.55	0.013	0.022	0.55	0.17	0.028	0.55	—	—	—	—	—
H	0.25	0.26	0.35	0.010	0.009	—	—	0.030	—	—	0.0018	0.02	—	—
I	0.45	0.04	0.35	0.014	0.008	—	—	0.020	—	—	0.0020	0.02	—	—
J	0.25	0.20	0.35	0.008	0.008	—	—	0.035	—	0.20	0.0016	0.04	—	—
K	0.24	0.23	0.34	0.010	0.015	—	—	0.030	—	—	0.0020	0.02	0.05	—
L	0.25	0.25	0.37	0.011	0.014	—	—	0.025	—	—	0.0025	0.02	—	0.10

【0050】

【表2】

区分	圧延No.	圧延材 径 (mm)	粗圧延 温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	仕上げ 圧延温度 ( $^{\circ}\text{C}$ )	$700\sim 650^{\circ}\text{C}$ 平均冷却 ( $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ )	圧延後の軟化焼鈍
本発明法	I	11	900	750	0.10	無し
比較例	II	11	1050	900	0.50	あり( $700^{\circ}\text{C}\times 3$ 時間)

【0051】

【表3】

区分	記号	例No.	正延No.	熱延まま材					焼化焼鈍材 引張強度 (MPa)
				引張強度 (MPa)	ミクロ組織	F分率	粒 度 番号	粒状炭化物 面積率(%)	
本発明	1	A	I	591	F+P+粒状C	68	11.5	10	—
比較例	2	"	II	704	F+P	48	8.7	0	602
本発明	3	B	I	571	F+P+粒状C	72	11.2	8	—
比較例	4	"	II	653	F+P	52	8.5	0	581
本発明	5	C	I	530	F+P+粒状C	76	11.2	7	—
比較例	6	"	II	591	F+P	58	8.5	0	540
本発明	7	D	I	459	F+P+粒状C	88	11.3	6	—
比較例	8	"	II	510	F+P	67	8.6	0	469
本発明	9	E	I	695	F+P+粒状C	54	11.2	8	—
比較例	10	"	II	748	F+P+Zw	45	8.5	0	680
本発明	11	F	I	632	F+P+粒状C	55	11.7	5	—
比較例	12	"	II	734	F+P+Zw	45	8.6	0	622
本発明	13	G	I	578	F+P+粒状C	75	11.7	7	—
比較例	14	"	II	748	F+P+Zw	50	8.5	0	578
本発明	15	H	I	544	F+P+粒状C	86	11.2	6	—
比較例	16	"	II	646	F+P	65	8.3	0	540
本発明	17	I	I	469	F+P+粒状C	75	11.1	8	—
比較例	18	"	II	571	F+P	56	8.5	0	479
本発明	19	J	I	544	F+P+粒状C	85	11.5	7	—
比較例	20	"	II	662	F+P	65	8.9	0	551
本発明	21	K	I	544	F+P+粒状C	85	12.1	7	—
比較例	22	"	II	662	F+P	64	8.8	0	551
本発明	23	L	I	595	F+P+粒状C	84	11.9	8	—
比較例	24	"	II	713	F+P	62	8.9	0	602

F:フェライト P:パーライト Zw:ベーナイト 粒状C:粒状炭化物

【0052】

【発明の効果】本発明の機械構造用熱延線材・棒鋼は、軟質化焼鈍をすることなしに熱延ままで軟質化しており、その軟質度も従来の軟質焼鈍を施した線材・棒鋼と同等以上のものである。したがって、従来のように冷間加工前に軟質化焼鈍を施す必要がないため生産性の向上及び省エネルギーを達成でき、また、冷間加工に用いる金型寿命を大幅に向上させることができるという効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図1】CH45K鋼の熱延線材に通常焼鈍(700℃×3hr)を施した鋼組織の顕微鏡写真(×4000)である。

【図2】本発明の熱延ままの線材の鋼組織についての顕微鏡写真(×4000)である。

【図3】従来の熱延ままの線材、通常焼鈍後の線材及び本発明の熱延ままの線材の強度の比較を示す図である。

【図4】CCT曲線を示す図である。

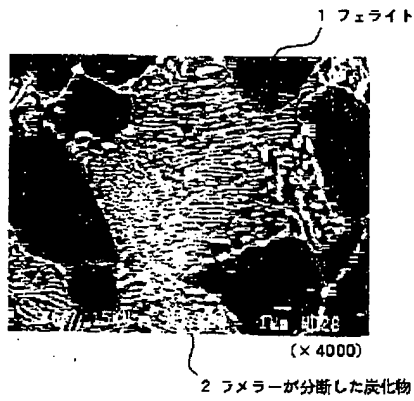
【図5】徐冷開始温度と強度との関係を示す図である。

【図6】徐冷終了温度と強度との関係を示す図である。

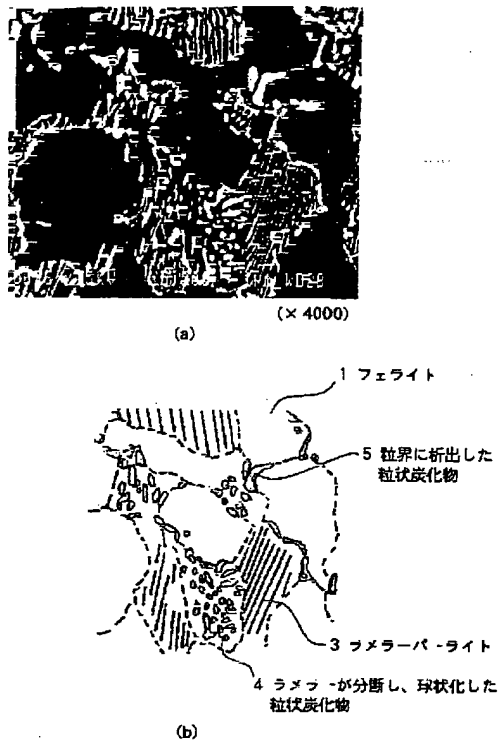
【符号の説明】

- 1 フェライト
- 2 ラメラが分断した炭化物
- 3 ラメラパーライト
- 4 ラメラが分断し、球状化した粒状炭化物
- 5 粒界に析出した粒状炭化物

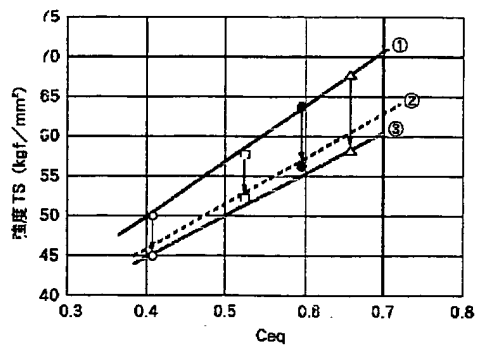
【図1】



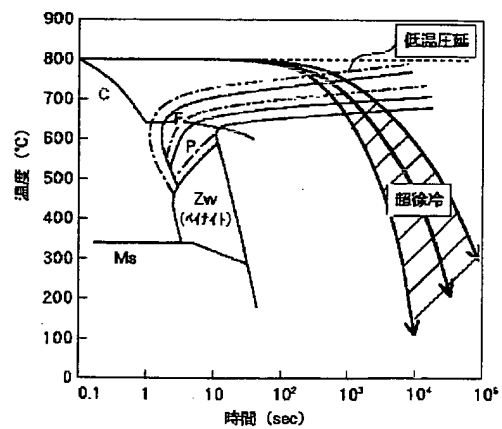
【図2】



【図3】



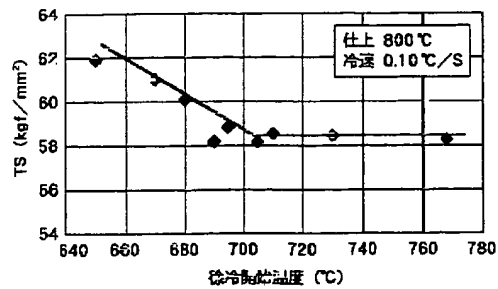
【図4】



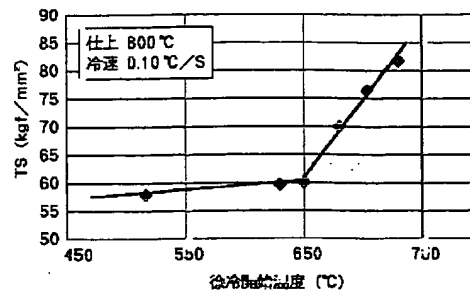
BEST AVAILABLE COPY



【図5】



【図6】



フロントページの続き

(72)発明者 久保田 学  
 室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室  
 蘭製鐵所内  
 (72)発明者 田邊 孝治  
 室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室  
 蘭製鐵所内

(72)発明者 土田 喜一郎  
 室蘭市仲町12番地 新日本製鐵株式会社室  
 蘭製鐵所内  
 Fターム(参考) 4K032 AA01 AA02 AA05 AA11 AA12  
 AA14 AA16 AA19 AA22 AA23  
 AA24 AA27 AA29 AA31 AA35  
 AA36 BA02 CC03 CD01